

08,03

## Фотоиндуцированные изменения импеданса и проводимости пленок $\text{CuInSe}_2$ в зависимости от технологии их синтеза

© О.Б. Романова<sup>1</sup>, С.С. Аплеснин<sup>1,2</sup>, Т.М. Гаджиев<sup>3</sup>, М.Н. Ситников<sup>2</sup>,  
М.А. Алиев<sup>3</sup>, О.С. Никитинский<sup>2</sup>, Л.В. Удод<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики им. Л.В. Киренского, ФИЦ КНЦ СО РАН,  
Красноярск, Россия

<sup>2</sup> Сибирский государственный университет науки и технологий имени академика М.Ф. Решетнева,  
Красноярск, Россия

<sup>3</sup> Институт физики им. Х.И. Амирханова, ДФИЦ РАН,  
Махачкала, Россия

E-mail: rob@iph.krasn.ru

Поступила в Редакцию 24 октября 2025 г.

В окончательной редакции 24 октября 2025 г.

Принята к публикации 25 октября 2025 г.

Методом управляемой селенизации были синтезированы пленки  $\text{CuInSe}_2$  с халькопиритной структурой. Установлено, что температура селенизации ( $T_{\text{sel}}$ ) является критическим параметром, определяющим морфологию и электрофизические свойства пленок. Найдена нелинейная вольт-амперная характеристика, обусловленная электрической неоднородностью материала. Определена оптимальная  $T_{\text{sel}} = 350^\circ\text{C}$ , при которой наблюдается максимальный фотоэффект и наибольшее время релаксации. При  $T_{\text{sel}} < 300^\circ\text{C}$  обнаружено фотоиндуцированное изменение импеданса.

**Ключевые слова:** поликристаллические пленки, электрофизические свойства, фотопроводимость

DOI: 10.61011/FTT.2025.10.61978.295-25

### 1. Введение

Поликристаллические полупроводниковые пленки  $\text{CuInSe}_2$  со структурой халькопирита являются одним из важных и перспективных материалов для изготовления высокоэффективных преобразователей солнечной энергии [1–4].  $\text{CuInSe}_2$  (GIS) — это I-III-VI<sub>2</sub> полупроводник *p*-типа с прямой запрещенной зоной около 1.0 eV, что идеально подходит для фотоэлектрики. Обладают высокими значениями КПД солнечных элементов 22.6% по NREL) [5–7]. Для создания эффективных солнечных элементов на основе  $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$  (CIGS) или светодиодов необходимо контролировать дефекты, ухудшающие их производительность. Работа [8] указала на главного „виновника“ — вакансии анионов. А с другой стороны вакансии анионов, благодаря сильной релаксации решетки при изменении их зарядового состояния, являются универсальной причиной устойчивой фотопроводимости во многих важных полупроводниковых материалах. В  $\text{CuInSe}_2$  наблюдается парадокс: материал с большим количеством дефектов демонстрирует рекордно, высокие для тонкопленочных технологий, значения КПД (более 20%). Работа [9] объясняет этот парадокс с помощью моделирования первопринципными расчетами. Авторы обсуждают свойства так называемой „упорядоченной дефектной фазы“  $\text{CuIn}_3\text{Se}_5$ . Они показывают, что ее „band gap“ ширина запрещенной зоны практически такая же, как и у стехиометрического  $\text{CuInSe}_2$ . Это означает, что даже области с сильным отклонением от стехиометрии не создают барьеров для фототока. Исходя из всего

выше сказано, важно отметить отличительную черту CIS — высокая толерантность к дефектам структуры и отклонениям от стехиометрии. Значительные концентрации точечных дефектов (вакансии, межузельные атомы и т.д.) и протяженных дефектов (границы зерен) не приводят к катастрофической рекомбинации носителей заряда, как во многих других полупроводниках (например, Si). Что является ключевым свойством для его широкого применения в фотоэлектрике. Проводимость (тип и уровень) эффективно контролируется соотношением ( $[\text{Cu}]/[\text{In}]$ ), а также условиями роста/отжига. При дефиците меди ( $[\text{Cu}]/[\text{In}] < 1$ ) усиливается *p*-тип проводимости, а при избытке ( $[\text{Cu}]/[\text{In}] > 1$ ) может возникать *n*-тип [10]. Условия отжига в атмосфере селена влияют на вакансии селена, а температура меняет подвижность дефектов. Например, отжиг в вакууме создает вакансии V(Se) (доноры), а в атмосфере Se — компенсирует их. Условия роста и отжига такие, как температура, давление паров селена, время, атмосфера все это влияет на формирование и концентрацию точечных дефектов, которые определяют электрические свойства [11–13]. Прямая запрещенная зона ( $\sim 1.0$  eV) обуславливает очень высокий коэффициент поглощения света ( $> 10^5 \text{ cm}^{-1}$ ) в видимой и ближней ИК-области спектра поликристаллических пленок  $\text{CuInSe}_2$  [14]. Несмотря на высокую плотность дефектов, электроны (неосновные носители в *p*-типе CIS) обладают относительно большой диффузионной длиной ( $L_n > 1 \mu\text{m}$ ) [15]. Это фундаментальное свойство, наряду с дефектной толерантностью, делает

CIS исключительно пригодным для тонкопленочных солнечных элементов. Магнитные свойства не играют роли в его применении, так как материал диамагнитен, либо слабо парамагнитен и не проявляет ферромагнетизма. Достижение рекордных КПД ( $> 23\%$ ) в устройствах на основе его твердого раствора CIGS подтверждает его превосходные фотоэлектрические характеристики.

Еще один главный параметр, определяющий полноту реакции образования фазы GIS, размер зерна; концентрацию дефектов; стехиометрию — температура селенизации  $T_{sel}$  [16–18]. Результаты рентгеновской дифракции и комбинационной спектроскопии показали на примере тонких пленок  $Cu_2SnSe_3$ , что пленки, осажденные при более низких температурах селенизации ( $350–500^\circ C$ ), содержали смешанные фазы кубической или моноклинной  $Cu_2SnSe_3$  в дополнение к вторичным фазам  $Cu_{2-x}Se$  и  $SnSe$  [19]. При низких температурах селенизации считается, что реакция селенизации неполная и образуются промежуточные фазы. Оптимальной температурой селенизации считают  $450–550^\circ C$ , так как происходит полная реакция образования однородной кристаллической фазы [20]. Пленки  $CuInSe_2$  обладают крупными зернами  $> 1\ \mu m$ . Эта область температур, где формируется халькоперитная структура с наилучшими электрическими свойствами. С ростом температуры селенизации увеличивается подвижность носителей заряда в оптимальном диапазоне, благодаря увеличению размера зерен, улучшению кристалличности, что приводит к уменьшению рассеяния на дефектах решетки [21]. Высокие температуры селенизации  $< 550–600^\circ C$  это риск разложения системы  $CuInSe_2$  на летучие компоненты, ухудшение морфологии (расплавление зерен, пустоты), возможное образование нестехиометричных фаз или вторичных фаз на границах зерен.

Несмотря на большую практическую потребность в исследовании физических свойств соединения  $CuInSe_2$ , исследование влияния частоты переменного электрического поля на транспортные характеристики этих соединений не изучалось. Экспериментальные исследования по магнитоимпедансу в  $CuInSe_2$  остаются открытой областью. Поскольку магнитные поля могут влиять на подвижность носителей тока и их рассеивание на границах зерен. Магнитоимпеданс на поликристаллических пленках  $CuInSe_2$  будет зависеть от температуры селенизации и от межзеренных границ, нестехиометрии и дефектов. А именно изменения в соотношениях  $Cu/In$  (например, пленки с избытком  $In$ ), нестехиометрия могут создавать дефектные состояния, влияющие на транспортные характеристики в магнитном поле.

Цель настоящей работы заключалась в установлении оптимальной температуры селенизации для синтеза поликристаллических пленок  $CuInSe_2$ , обнаруживающих максимальное фотоиндуцированное изменение сопротивления и импеданса в магнитном поле.

## 2. Синтез и методика измерения

Тонкие пленки  $CuInSe_2$ , со структурой халькопирита, получены трехэтапным методом управляемой селенизации предварительно нанесенных на стеклянные подложки интерметаллических прекурсоров  $Cu/In$ . Осаждение проводилось на автоматизированном магнетронном комплексе „ВАТТ АМК-МИ“. В качестве мишени использовали проводящий диск диаметром  $40\ mm$  и толщиной  $4\ mm$ , изготовленный сплавлением исходных элементов  $Cu$  ( $99.99\ at.\%$ ), и  $In$  ( $99.999\ at.\%$ ) взятых в стехиометрическом составе. Для получения  $Cu-In-Se$  высокой чистоты первые два этапа проводились при давлении  $p = 10^{-3}\ Pa$ , позволяющее минимизировать возможные загрязнения. С целью уменьшения возможного испарения синтезированных бинарных селенидов меди и индия с поверхности пленки на третьем этапе давление парогазовой смеси  $Se + N_2$  увеличивалось до значений  $1\ Pa$ . Преимущества такого подхода синтеза поликристаллических пленок состоят в возможности получения слоев большой площади с однородным составом и одинаковой толщиной. Температура в зоне реакции слоев  $Cu-In$  с  $Se$  (температура селенизации  $T_{sel}$ ) варьировалась в интервале  $200^\circ C \leq T_{sel} \leq 550^\circ C$ .

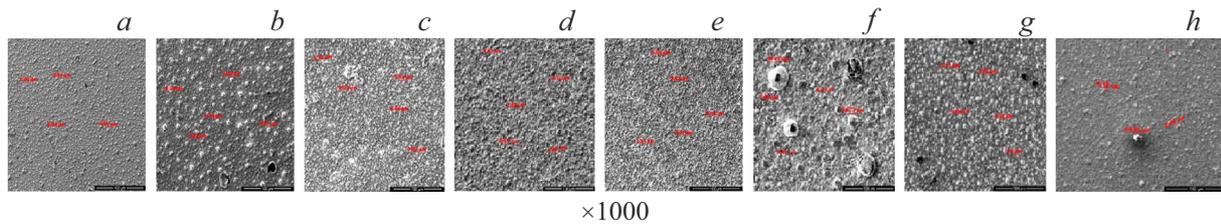
Фазовый состав и структурные свойства выращенных пленок  $CuInSe_2$  исследовались на рентгеновском дифрактометре PANalytical Empyrean Series 2 с длиной волны излучения ( $CuK\alpha$ )  $\lambda = 0.15418\ nm$ , в диапазоне углов  $2\theta = 15 \div 60^\circ$ , с точностью установки угла  $0.0001^\circ$ ,  $2\theta$  линейностью  $\pm 0.004^\circ$ , с шагом сканирования  $0.02^\circ$ . Идентификация фаз осуществлялась сравнением экспериментально установленных межплоскостных расстояний с данными ICDD (The International Centre for Diffraction Data).

Морфология поверхности и химический состав синтезированных пленок  $CuInSe_2$  исследовалась методом сканирующей электронной микроскопии (РЭМ LEO-1450), в диапазоне увеличений  $\times 1000 \div \times 30000$  и разрешающей способности  $3.5\ nm$ .

Электрофизические измерения пленок  $CuInSe_2$  проводились при комнатной температуре в интервале частот  $\omega = 10^2 - 10^6\ Hz$ . Измерение электросопротивления проведено четырехконтактным методом. Фотоиндуцированное изменение сопротивления и импеданса в магнитном поле проводилось при освещении поверхности образца между контактами лазером с длиной волны  $420\ nm$  (синий). Длительность измерения сопротивления при освещении составляла  $\sim 1\ min$ . Мощность светового потока поддерживалась постоянной в процессе эксперимента.

## 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Морфология пленок  $CuInSe_2$  (CIS), полученных методом селенизации, сильно зависит от температуры процесса селенизации, так как она является ключевым



**Рис. 1.** Морфология поверхности пленок  $\text{CuInSe}_2$  полученных при температурах селенизации  $T_{\text{sel}} = 200^\circ\text{C}$  (a),  $250^\circ\text{C}$  (b),  $300^\circ\text{C}$  (c),  $350^\circ\text{C}$  (d),  $400^\circ\text{C}$  (e),  $450^\circ\text{C}$  (f),  $500^\circ\text{C}$  (g),  $550^\circ\text{C}$  (h). Увеличение  $\times 10.0\text{k}$ .

параметром, контролирующим кинетику реакций, диффузию элементов и рост зерен. Все полученные пленки, характеризовались отсутствием видимых микропроколов и хорошей адгезией к поверхности стеклянных подложек. В пленках присутствуют микровключения и конгломераты, представляющие собой объемные области неправильной формы ближе к квазисферической (рис. 1).

С ростом температуры реакции  $T_{\text{sel}} < 400^\circ\text{C}$  происходит рост размера микровключений и увеличения их количества. При температурах селенизации  $T_{\text{sel}} = 450 \div 550^\circ\text{C}$  наблюдается деградация поверхности пленки, размеры микровключений уменьшаются. На поверхности отдельных крупных конгломератов наблюдается наличие микропустот (дефектов) вероятно связанных с процессами испарения материала пленки.

Распределение плотности поверхностных микровключений по размерам подчиняется логнормальному закону при  $L > 0$ :

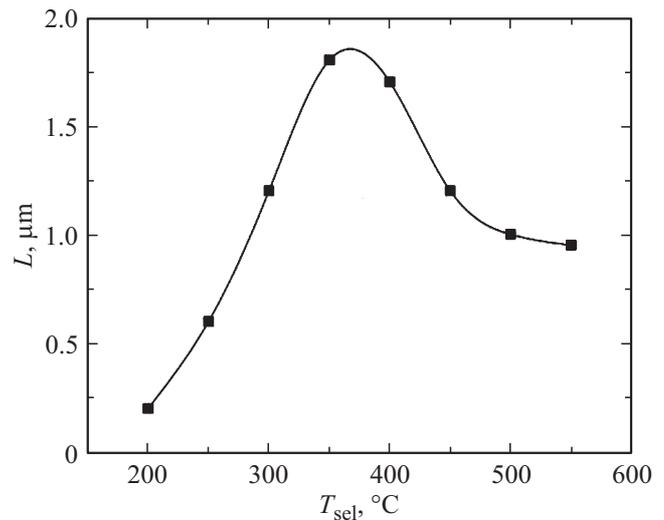
$$f(L) = \frac{1}{L\sigma\sqrt{\pi}} \exp\left(-\frac{\ln^2(L/a)}{2\sigma^2}\right), \text{ где } f(L) \rightarrow \frac{n(L)}{S}, \quad (1)$$

где  $a$  и  $\sigma$  (среднее квадратическое, стандартное отклонение) — параметры логнормального распределения,  $n(L)$  — число микровключений размером  $L$ ,  $S$  — площадь пленки,  $f(L) = 0$  при  $L \rightarrow 0$ .

На рис. 2 представлена температурная зависимость среднего размера микровключений в пленках  $\text{CuInSe}_2$  полученных при  $T_{\text{sel}} = 200\text{--}550^\circ\text{C}$ . Экстраполяцией прямой на ось температур получаем значение минимальной температуры селенизации  $T_{\text{sel min}} \approx 200^\circ\text{C}$ , при которой может наблюдаться образование микровключений. Следует отметить, что она близка к температуре образования соединения  $\text{Cu}_2\text{Se}$ .

Химический анализ синтезированных пленок  $\text{CuInSe}_2$  показал, что их состав является квазистехиометрическим, а распределение компонент по поверхности неравномерно в пределах ( $\pm 3\%$ ). С ростом температуры селенизации концентрация селена растет, причем при  $T_{\text{sel}} = 350 \div 400^\circ\text{C}$  состав пленок близок к стехиометрическому.

На рис. 3 представлены данные рентгеноструктурного анализа пленок  $\text{CuInSe}_2$  полученных при температурах селенизации  $T_{\text{sel}} = 200\text{--}550^\circ\text{C}$ . Присутствие на

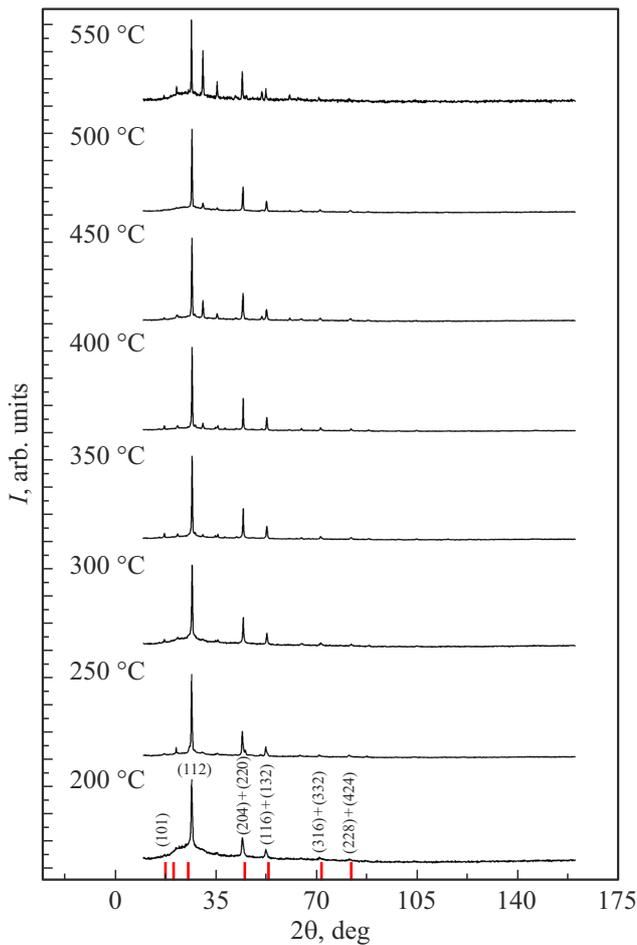


**Рис. 2.** Зависимость среднего размера микровключений от температуры селенизации в пленках  $\text{CuInSe}_2$ .

рентгенограмме серии дифракционных линий позволяет утверждать, что структура синтезированных пленок относится к структуре халькоперита (согласно картотеки стандартов (Powder Diffraction File) от International Centre for Diffraction Data (ICDD) для соединения  $\text{CuInSe}_2$  PDF 00-040-1487). На рентгенограммах пленок полученных при температурах селенизации  $T_{\text{sel}} \geq 450^\circ\text{C}$  обнаружено наличие дополнительных полос, вероятно, связанных с соединением  $\text{Cu}_{1-x}\text{Se}_x$ .

Проанализируем, как эти факты влияют на фотопроводимость и фотоиндуцированные изменения импеданса, зная, что в фотопроводимости размер зерен и дефектность влияют на время жизни носителей. Для импеданса границы зерен и пористость меняют сопротивление и емкостные составляющие.

Вольт-амперные характеристики (ВАХ) могут предоставить информацию о степени электрической неоднородности. В пленках с электрически неоднородным распределением заряда ВАХ описывается законом Мотта или Пула–Френкеля [22]. С ростом температуры селенизации пленок до  $350^\circ\text{C}$  сопротивление растет и достигает максимума для пленок, синтезированных при  $350^\circ\text{C}$ . Поведение ВАХ симметрично и нелинейно (рис. 4, a). Зависимость тока от напряжения описывается степенной



**Рис. 3.** Данные рентгеноструктурного анализа поликристаллических пленок  $\text{CuInSe}_2$  синтезированных при разных температурах селенизации

функцией  $I = AU^n$ , где показатель степени  $n$  растет от  $n = 1.2$  ( $T_{\text{sel}} = 200^\circ\text{C}$ ) до  $n = 1.5$  ( $T_{\text{sel}} = 300^\circ\text{C}$ ) и при  $T_{\text{sel}} = 500^\circ\text{C}$   $n = 1.4$  (рис. 4, *b*, вставка к рис. 4, *b*). При  $T = 350^\circ\text{C}$  пленки лучше описываются законом Мотта, т. е. в пленках существует пространственный объемный заряд. Дальнейший рост температуры селенизации приводит к увеличению проводимости, и к уменьшению нелинейности вольт-амперных характеристик.

На рис. 4, *c* представлена зависимость относительного изменения сопротивления  $\Delta R = R(\text{light}) - R(0)/R(0)$  от напряжения при воздействии света  $R(\text{light})$  на образцы и без света  $R(0)$ . Этот рисунок подтверждает зависимость фотопроводимости от температуры селенизации. Для образцов синтезированных при  $T_{\text{sel}} = 200^\circ\text{C}$ ,  $250^\circ\text{C}$  и  $350^\circ\text{C}$  сопротивление уменьшается при освещении и достигает максимального эффекта на пленке синтезированной при  $T_{\text{sel}} = 350^\circ\text{C}$ . Согласно данным морфологического анализа при этой температуре пленки имеют максимальный размер зерна и условие синтеза при этой температуре селенизации является оптимальным

для изготовления пленок с максимальным значением фотоэффекта.

Для пленок системы  $\text{CuInSe}_2$ , синтезированных при  $T_{\text{sel}} > 350^\circ\text{C}$  сопротивление увеличивается при освещении. Возможно, при освещении выше этой температуры меняется средняя подвижность электронов и дырок. При  $T_{\text{sel}} < 400^\circ\text{C}$  превалирует подвижность электронов, которые испытывают упругое рассеяние на отрицательном пространственном заряде, подвижность дырок значительно меньше электронов. В результате дырки экранируют отрицательный заряд. При высоких температурах увеличивается концентрация дефектов, согласно данным микроструктурного анализа. Электроны и дырки, индуцированные при поглощении фотона, пиннингуются на этих дефектах, что приводит к образованию заряженных областей и вызывает дополнительное рассеяние носителей тока. Изменение зарядового состояния дефекта может существенно влиять на его способность рассеивать основные носители тока. Либо, это связано с изменением зарядового состояния дефектов на границах зерен или на поверхности пленки при воздействии света, что увеличивает высоту барьеров под действием света и затрудняет прохождение носителей тока между зернами.

Помимо того, что образцы содержат множество дефектов в виде ловушек и вакансий, они также электрически неоднородны. На рис. 5 представлены частотные зависимости реальной  $Z'$  (активное сопротивление  $R$ ) и мнимой  $Z''$  (реактивное сопротивление  $X$ ) части импеданса. Увеличение температуры селенизации  $T_{\text{sel}}$  приводит к росту величин компонент импеданса до  $350^\circ\text{C}$ .

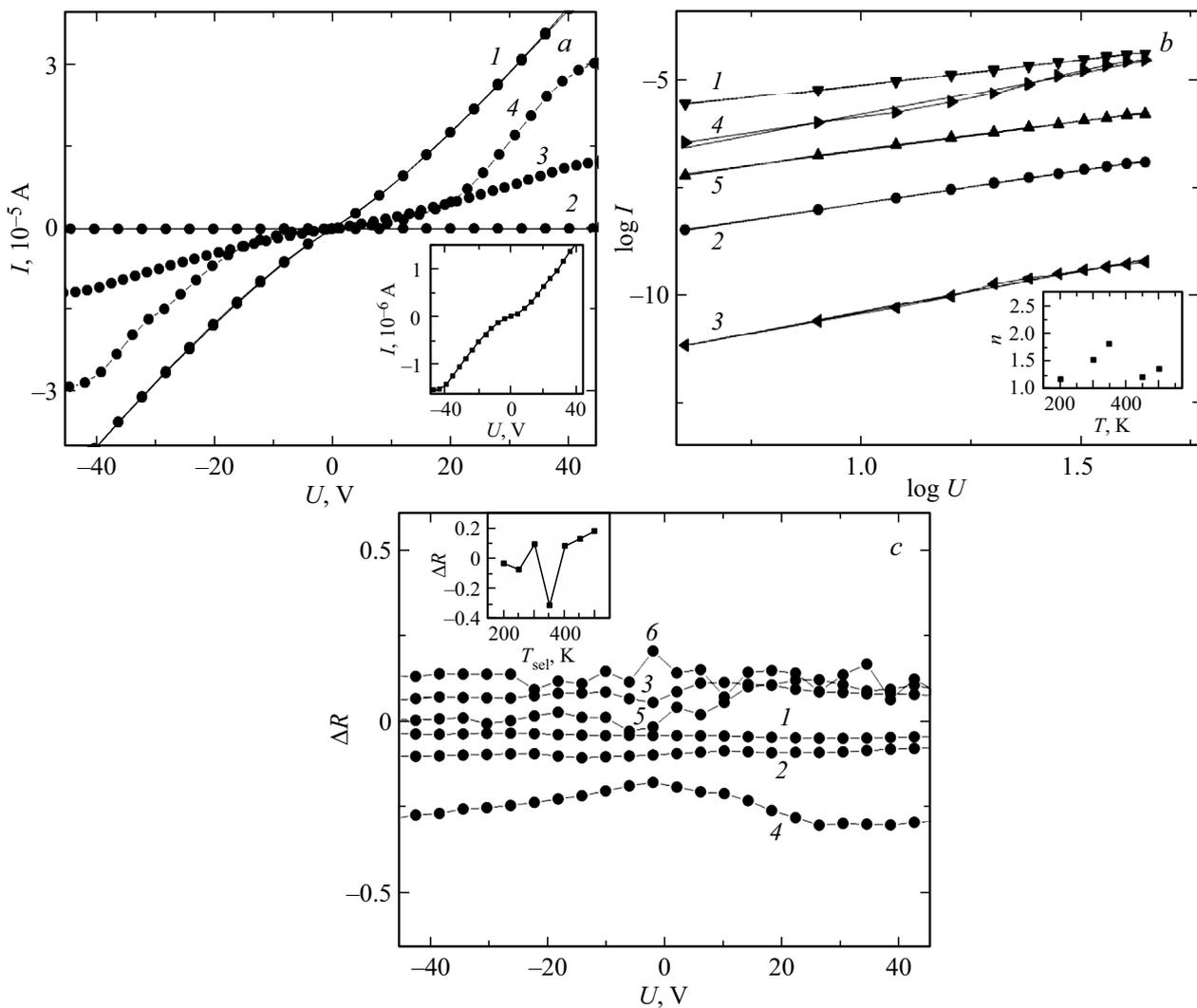
Время релаксации ключевой параметр, определяющий эффективность полупроводниковых материалов для применений, основанных на фотопроводимости: солнечных элементов, фотодетекторов, фотопроводящих ячеек и оптических сенсоров. Частотная зависимость компонент импеданса описывается в модели Дебая:

$$R(\omega) = \frac{A}{1 + (\omega\tau)^2}; \quad X(\omega) = \frac{B\omega\tau}{1 + (\omega\tau)^2}, \quad (2)$$

где  $A$  и  $B$  — параметры, которые остаются постоянными и не зависят от температуры, а  $\tau$  — время релаксации носителей тока.

На рис. 6 представлена зависимость времени релаксации от температуры селенизации образцов  $\text{CuInSe}_2$ , которая удовлетворительно описывается степенной функцией:  $\tau = A/(T - 350\text{ K})^2$  при  $T < 350\text{ K}$  и  $\tau = B/(T - 350\text{ K})^3$  при  $T_{\text{sel}} > 350\text{ K}$ .

Релаксация носителей заряда в пленках  $\text{CuInSe}_2$  может являться экспериментальным свидетельством их сложной и неоднородной электронной структуры, со множеством дефектов и границами зерен, которые напрямую зависят от температуры обработки. Зависимость времени релаксации от температуры селенизации можно использовать в качестве метода определения качественных пленок с минимальной дефектной структурой и



**Рис. 4.** (a) — Вольт-амперные характеристики образцов синтезированных при  $T_{sel} = 200^\circ\text{C}$  (1);  $250^\circ\text{C}$  (2);  $350^\circ\text{C}$  (3);  $400^\circ\text{C}$  (4). На вставке к рис. 4, a вольт-амперная характеристика для образцов  $T_{sel} = 500^\circ\text{C}$ . (b) — Вольт-амперные характеристики в логарифмическом масштабе для образцов  $T_{sel} = 200^\circ\text{C}$  (1);  $300^\circ\text{C}$  (2);  $350^\circ\text{C}$  (3);  $400^\circ\text{C}$  (4);  $500^\circ\text{C}$  (5). На вставке зависимость степени электрической неоднородности от температуры селенизации. (c) — зависимость относительного изменения сопротивления  $\Delta R = R(\text{light}) - R(0)/R(0)$  при воздействии света  $R(\text{light})$  и без света  $R(0)$  от напряжения образцов синтезированных при  $T_{sel} = 200^\circ\text{C}$  (1);  $250^\circ\text{C}$  (2);  $300^\circ\text{C}$  (3);  $350^\circ\text{C}$  (4);  $400^\circ\text{C}$  (5);  $500^\circ\text{C}$  (5). На вставке к рис. 4, c зависимость  $\Delta R$  от  $T_{sel}$  пленки  $\text{CuInSe}_2$ .

с фотоэлектрическим эффектом. Время релаксации ( $\tau$ ) достигает максимального значения для пленки, синтезированной при  $T_{sel} = 350^\circ\text{C}$ , и выходит за пределы измерений прибора. В этой области температур максимальная нелинейность ВАХ и максимальное значение фототока. Фотосгенерированные дырки экранируют пространственный заряд, в результате подвижность электронов увеличивается.

Импеданс увеличивается с ростом температуры селенизации, проходит через максимум при  $350^\circ\text{C}$  и резко убывает при дальнейшем нагревании (рис. 7).

Исследование фотоиндуцированных изменений импеданса  $\Delta Z = Z(\text{light}) - Z(0)/Z(0)$  под действием света  $Z(\text{light})$  и без света  $Z(0)$  для образцов  $\text{CuInSe}_2$

синтезированных при разных температурах селенизации, показало отсутствие эффекта в интервале температур  $T_{sel} = 300\text{--}550^\circ\text{C}$  (рис. 8). Перспективным направлением является синтез образцов при  $200^\circ\text{C}$  и  $250^\circ\text{C}$ , так как на образцах, синтезированных при этих температурах, обнаружен максимальный эффект  $\Delta Z$ . При  $T_{sel} = 200$  и  $250^\circ\text{C}$  импеданс уменьшается при освещении  $\Delta Z$  на 5–8% (рис. 8). Температура селенизации играет роль активатора процесса. Обеднение селеном пленки приведет к избытку меди и индия.

Поэтому фотоэффекты можно назвать индикатором качества синтеза. Эти методы позволяют оптимизировать процесс синтеза, подбирая условия, которые максимизируют желаемые оптико-электронные свойства

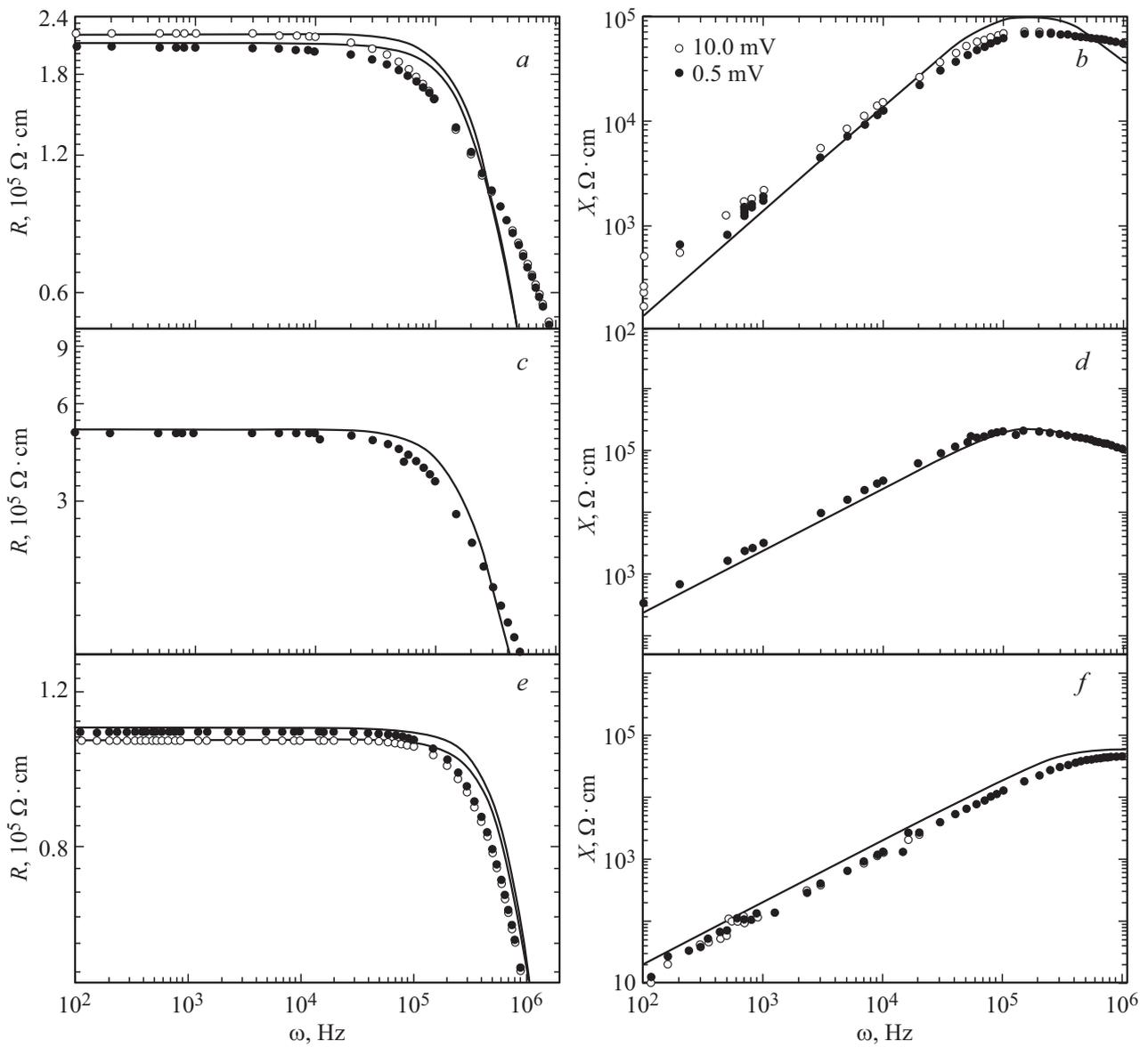


Рис. 5. Частотные зависимости реальной и мнимой части импеданса образцов полученных при  $T_{sel} = 200$  К (a, b); 250 К (c, d); 400 (e, f). Сплошными линиями подгоночные функции уравнения Дебая.

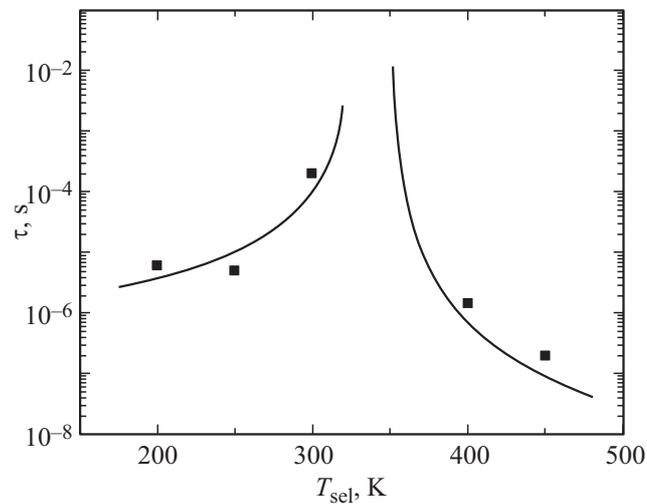
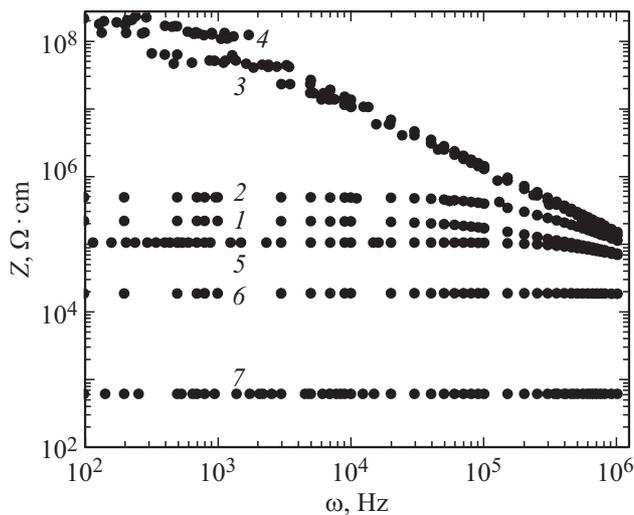
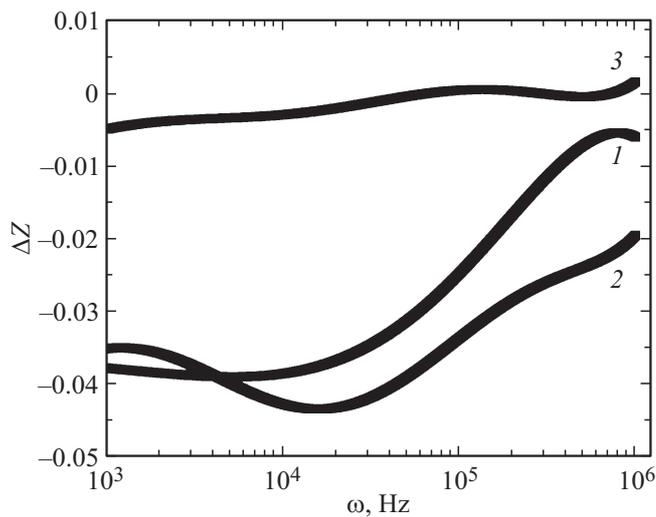


Рис. 6. Зависимость времени релаксации от температуры селенизации. Подгоночные степенные функции сплошными линиями.



**Рис. 7.** Частотные зависимости импеданса при разных температурах селенизации 200 °С (1); 250 °С (2); 300 °С (3); 350 °С (4); 400 °С (5); 450 °С (6); 550 °С (7).



**Рис. 8.** Частотные зависимости изменения импеданса  $\Delta Z = Z(\text{light}) - Z(0)/Z(0)$  под действием света  $Z(\text{light})$  и без  $Z(0)$  для образцов синтезированных при  $T_{\text{sel}} = 200$  К (1); 250 К (2); 300 К (3)

будущего устройства. При синтезе солнечных элементов полезно исследование фундаментальной роли дефектов в CIS.

#### 4. Выводы

Методом управляемой селенизации получены пленки  $\text{CuInSe}_2$  с кристаллической структурой халькоперита. Анализ полученных данных показал, что температура селенизации является критическим параметром для управления морфологией пленок CIS. Пленки обнаруживают нелинейную ВАХ, которая связывается с электри-

ческой неоднородностью. Анализ вольт-амперных характеристик пленок синтезированных при 350 °С показал, что зависимость  $I(U)$  описывается законом Мотта и наличием в них объемного пространственного заряда. Установлена оптимальная температура селенизации пленок с максимальным значением фотоэффекта и с максимальным значением времени релаксации. Уменьшение температуры селенизации  $T_{\text{sel}} \leq 300$  °С вызывает фотоиндуцированное изменение импеданса.

#### Благодарности

Работа выполнена в рамках научной тематики Госзадания ИФ СО РАН.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] T. Nakada, K. Migita, A. Kunioka. *Jpn. J. Appl. Phys.* **32**, L1169 (1993). DOI: 10.1143/jjap.32.L1169
- [2] Е.П. Зарецкая, В.Ф. Гременюк, В.Б. Залесский, В.А. Иванов, И.В. Викторов, В.И. Ковалевский, О.В. Ермаков, Т.Р. Леонова. *ЖТФ* **70**, 141 (2000).
- [3] J. Ramanujam, U.P. Singh. *Energy Environ.Sci.* **10**, 1306 (2017). DOI: 10.1039/C7EE00826K
- [4] X. Liu, Y. Feng, H. Cui, F. Liu, X. Hao, G. Conibeer, D.B. Mitzi, M. Green. *Prog. Photovolt.* **24**, 879 (2016). DOI: 10.1002/pip.2741
- [5] J.L. Shay, J.H. Wernick. *Ternary Chalcopyrite Semiconductors: Growth, Electronic Properties, and Applications*. Pergamon, Press (1975). 244 p.
- [6] P. Jackson, R. Wuerz, D. Hariskos, E. Lotter, W. Witte, M. Powalla. *Phys. Stat. Sol. Rapid Res. Lett.* **10**, 583 (2016). DOI: 10.1002/pssr.201600199
- [7] M. Jamiati. *JITL* **4**, 365 (2021). DOI: 10.22051/JITL.2022.35435.1051
- [8] S. Lany, A. Zunger. *Phys. Rev. B* **78**, 235104 (2008). DOI: 10.1103/PhysRevB.78.235104
- [9] S. B. Zhang, S.H. Wei, A. Zunger, H. Katayama-Yoshida. *Phys. Rev. B* **57**, 9642 (1998). DOI: 10.1103/PhysRevB.57.9642
- [10] J.M. Cho, E.J. Bae, J.D. Suh, K.B. Song. *J. Nanoelectron. Optoe.* **5**, 218 (2010). DOI: 10.1166/jno.2010.1097
- [11] A. Rockett, R. W. Birkmire. *J. Appl. Phys.* **70**, R81 (1991). DOI: 10.1063/1.349175
- [12] M. Igalson, H. W. Schock. *J. Appl. Phys.* **80**, 5765 (1996). DOI: 10.1063/1.363631
- [13] D. Schmid, M. Ruckh, F. Grunwald, H.W. Schock. *J. Appl. Phys.* **73**, 2902. (1993). DOI: 10.1063/1.353020
- [14] A. Zakery, S.R. Elliott. *J. Non-Cryst. Solids* **330**, 1 (2003). DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2003.08.064
- [15] U. Rau, J.H. Werner. *Appl. Phys. Lett.* **84**, 3735 (2004). DOI: 10.1063/1.1737071
- [16] T. Feurer, P. Reinhard, E. Avancini, B. Bissig, J. Löckinger, P. Fuchs, R. Carron, T. P. Weiss, J. Perrenoud, S. Stutterheim, S. Buecheler, A.N. Tiwari. *Prog. Photovolt.* **25**, 645 (2017). DOI: 10.1002/PIP.2811

- [17] S. Ouédraogo, M.B. Kébré, A.T. Ngoupo, D. Oubda, F. Zougmore, J.-M. Ndjaka. *AMPC* **10**, 151 (2020). DOI: 10.4236/AMPC.2020.107011
- [18] S. Mandati, B.V. Sarada, S.R. Dey, S.V. Joshi. *Semiconductors-Growth and Characterization* / Edited by R. Inguanta and C. Sunseri (2018). DOI: 10.5772/intechopen.71857
- [19] M.R. Pallavolu, R.R. Nallapureddy, H.R. Barai, S.W. Joo. *Thin Solid Films* **709**, 138238 (2020). DOI: 10.1016/j.tsf.2020.138238
- [20] G.M. Mikhailov, I.V. Malikov, A.V. Chernykh, V.T. Petrashov. *Thin Solid Films* **293**, 315 (1997). DOI: 10.1016/S0040-6090(96)08953-5
- [21] G. Regmi, S. Velumani. *Mat. Sci. Semicond.* **137**, 106215 (2022) DOI: 10.1016/j.mssp.2021.106215
- [22] N.F. Mott, E.F. Davis. *Electronic Processes in Non-Crystalline Materials*. Clarendon Press, Oxford (1971). 438 p.

*Редактор Ю.Э. Кутаев*